

**Family list**

1 family member for:

**JP6081068**

Derived from 1 application.

**1 METHOD FOR CASTING HEAT RESISTANT MG ALLOY**

Publication info: **JP6081068 A** - 1994-03-22

---

Data supplied from the **esp@cenet** database - Worldwide

**METHOD FOR CASTING HEAT RESISTANT MG ALLOY**

**Patent number:** JP6081068  
**Publication date:** 1994-03-22  
**Inventor:** KOIKE SEIICHI; TSUNASHIMA SAKAE  
**Applicant:** HONDA MOTOR CO LTD  
**Classification:**  
- **international:** C22C23/00; B22D21/04  
- **european:**  
**Application number:** JP19920257298 19920901  
**Priority number(s):** JP19920257298 19920901

**Report a data error here**

**Abstract of JP6081068**

PURPOSE: To obtain an Mg alloy having superior heat resistance. CONSTITUTION: While a material having an Mg alloy composition containing 1.3-20wt. % Si is in the solid-liquid coexisting region containing dendritic Mg<sub>2</sub>Si, mechanical agitation treatment is applied to this material to refine the dendritic Mg<sub>2</sub>Si and also disperse the resulting refined Mg<sub>2</sub>Si uniformly. Subsequently, the material is poured into a metal mold and solidified. Because Mg<sub>2</sub>Si has low specific gravity and high melting point, the Mg alloy in which fine Mg<sub>2</sub>Si is uniformly dispersed has superior heat resistance.

Data supplied from the **esp@cenet** database - Worldwide

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平6-81068

(43)公開日 平成6年(1994)3月22日

(51)Int.Cl.<sup>5</sup>  
C 22 C 23/00  
B 22 D 21/04

識別記号 庁内整理番号  
8926-4E

F I

技術表示箇所

審査請求 未請求 請求項の数 6(全 19 頁)

(21)出願番号 特願平4-257298  
(22)出願日 平成4年(1992)9月1日

(71)出願人 000005326  
本田技研工業株式会社  
東京都港区南青山二丁目1番1号  
(72)発明者 小池 精一  
埼玉県和光市中央1丁目4番1号 株式会  
社本田技術研究所内  
(72)発明者 納島 栄  
埼玉県和光市中央1丁目4番1号 株式会  
社本田技術研究所内  
(74)代理人 弁理士 落合 健 (外1名)

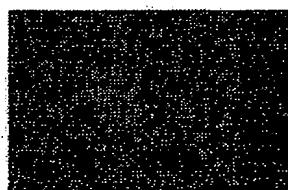
(54)【発明の名称】 耐熱Mg合金の鋳造方法

(57)【要約】

【目的】 優秀な耐熱強度を備えたMg合金を得る。  
【構成】 Si含有量が1.3重量%≤Si≤2.0重量%であるMg合金組成の素材がデンドライト状Mg<sub>2</sub>Siを含む固液共存域にあるとき、その素材に機械的攪拌処理を施してデンドライト状Mg<sub>2</sub>Siを微細化すると共にその微細Mg<sub>2</sub>Siを均一に分散させ、次いで素材を金型内に注入して凝固させる。Mg<sub>2</sub>Siは低比重で、且つ高融点であることから、微細Mg<sub>2</sub>Si(図1における黒色の小塊状物)を均一に分散させたMg合金は優れた耐熱強度を有する。

図版代用写真

(a)



写 真

(b)



写 真

1

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】  $S_i$  含有量が  $1\sim3$  重量%  $\leq S_i \leq 20$  重量% である  $Mg$  合金組成の素材がデンドライト状  $Mg_2S_i$  を含む固液共存域にあるとき、その素材に機械的攪拌処理を施して前記デンドライト状  $Mg_2S_i$  を微細化すると共にその微細  $Mg_2S_i$  を均一に分散させ、次いで前記素材を凝固させることを特徴とする耐熱  $Mg$  合金の铸造方法。

【請求項2】 前記素材は、 $Al$ 、 $Zn$ 、 $Zr$ 、 $Y$ 、 $Nd$ 、 $Sc$ 、 $Sm$ 、 $Ag$ 、 $La$ 、 $Ce$ 、 $Pr$ 、 $Mn$ 、 $Th$  および  $Ge$  から選択される少なくとも一種の  $Mg$  マトリックス強化用合金元素  $A_E$  を  $A_E \leq 5$  重量% 含有する、請求項1記載の耐熱  $Mg$  合金の铸造方法。

【請求項3】 前記素材は、 $Mg_2S_i$  の微細化促進元素である  $P$  を  $0.005$  重量%  $\leq P \leq 0.20$  重量% 含有する、請求項1または2記載の耐熱  $Mg$  合金の铸造方法。

【請求項4】  $Ge$  含有量が  $3\sim4$  重量%  $\leq Ge \leq 20$  重量% である  $Mg$  合金組成の素材がデンドライト状  $Mg_2Ge$  を含む固液共存域にあるとき、その素材に機械的攪拌処理を施して前記デンドライト状  $Mg_2Ge$  を微細化すると共にその微細  $Mg_2Ge$  を均一に分散させ、次いで前記素材を凝固させることを特徴とする耐熱  $Mg$  合金の铸造方法。

【請求項5】 前記素材は、 $Al$ 、 $Zn$ 、 $Zr$ 、 $Y$ 、 $Nd$ 、 $Sc$ 、 $Sm$ 、 $Ag$ 、 $La$ 、 $Ce$ 、 $Pr$ 、 $Mn$ 、 $Th$  および  $S_i$  から選択される少なくとも一種の  $Mg$  マトリックス強化用合金元素  $A_E$  を  $A_E \leq 5$  重量% 含有する、請求項4記載の耐熱  $Mg$  合金の铸造方法。

【請求項6】 前記素材は、 $Mg_2Ge$  の微細化促進元素である  $P$  を  $0.005$  重量%  $\leq P \leq 0.20$  重量% 含有する、請求項4または5記載の耐熱  $Mg$  合金の铸造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【産業上の利用分野】 本発明は耐熱  $Mg$  合金の铸造方法に関する。

## 【0002】

【従来の技術】 従来、耐熱  $Mg$  合金としては、低比重で、且つ高融点の金属間化合物である  $Mg_2S_i$  を  $Mg$  マトリックスに分散させた  $Mg-S_i$  系合金が知られている。この場合、 $Mg-S_i$  系合金の耐熱強度、例えば高温下での機械的強度およびクリープ強さを向上させるためには、 $Mg_2S_i$  を微細化すると共にその微細  $Mg_2S_i$  を均一に分散させることが必要である。

【0003】 そこで、従来法においては  $Mg-S_i$  系合金組成の溶湯に  $P$  単体等の  $P$  系物質を添加して  $Mg_2S_i$  よりなるデンドライトの晶出を抑制するようにしている（特公昭43-20892号公報参照）。

## 【0004】

2

【発明が解決しようとする課題】 しかしながら従来法によると、 $S_i$  含有量が共晶組成 ( $S_i = 1\sim3$  重量%) に近い場合には好結果が得られるものの、より一層の耐熱強度の向上を狙って  $S_i$  含有量を 20 重量% 程度と高く設定して  $Mg_2S_i$  の晶出量を増すと、その微細化および均一分散を十分に達成することができない場合があった。これは、 $Mg_2S_i$  同様に高融点の金属間化合物である  $Mg_2Ge$  を有する  $Mg-Ge$  系合金（共晶組成  $Ge = 3\sim4$  重量%）についても言える。

【0005】 本発明は前記に鑑み、デンドライト状  $Mg_2S_i$  または  $Mg_2Ge$  の存在量の多少に拘らず、それを確実に微細化すると共に均一に分散させ、これにより要求耐熱強度を備えた耐熱  $Mg$  合金を容易に得ることのできる前記铸造方法を提供することを目的とする。

## 【0006】

【課題を解決するための手段】 本発明に係る耐熱  $Mg$  合金の铸造方法は、 $S_i$  含有量が  $1\sim3$  重量%  $\leq S_i \leq 20$  重量% である  $Mg$  合金組成の素材がデンドライト状  $Mg_2S_i$  を含む固液共存域にあるとき、その素材に機械的攪拌処理を施して前記デンドライト状  $Mg_2S_i$  を微細化すると共にその微細  $Mg_2S_i$  を均一に分散させ、次いで前記素材を凝固させることを特徴とする。

【0007】 また本発明に係る耐熱  $Mg$  合金の铸造方法は、 $Ge$  含有量が  $3\sim4$  重量%  $\leq Ge \leq 20$  重量% である  $Mg$  合金組成の素材がデンドライト状  $Mg_2Ge$  を含む固液共存域にあるとき、その素材に機械的攪拌処理を施して前記デンドライト状  $Mg_2Ge$  を微細化すると共にその微細  $Mg_2Ge$  を均一に分散させ、次いで前記素材を凝固させることを特徴とする。

## 【0008】

【作用】 前記のように機械的攪拌処理を適用すると、デンドライト状  $Mg_2S_i$  または  $Mg_2Ge$  の存在量の多少に拘らず、それを確実に微細化すると共に均一に分散させることができが可能となり、これにより  $S_i$  または  $Ge$  の含有量を適宜調節して  $Mg$  合金に対する要求耐熱強度に容易に対応することができる。

【0009】 また  $Mg_2S_i$  または  $Mg_2Ge$  の微細化に伴い素材の流動性が、 $Mg_2S_i$  または  $Mg_2Ge$  といった固相の現出にも拘らず良好に維持されるので、その素材の凝固に際し空孔等の铸造欠陥の発生を回避することができる。

【0010】 なお、 $S_i$  含有量が  $S_i < 1\sim3$  重量% である場合または  $Ge$  含有量が  $Ge < 3\sim4$  重量% である場合には、素材において  $Mg_2S_i$  または  $Mg_2Ge$  の晶出量が過少となり、一方、 $S_i > 20$  重量% である場合または  $Ge > 20$  重量% である場合には、 $Mg_2S_i$  または  $Mg_2Ge$  の晶出量が過多となるため、それらを微細化しても  $Mg$  合金の室温域における韌性が低下する。

## 【0011】

3

【実施例】耐熱Mg-Si系合金の铸造に当っては、半凝固铸造法または半溶融铸造法が適用され、その方法の実施過程に機械的攪拌処理が組込まれる。

【0012】半凝固铸造法において、その原材料は、Mgの高純度インゴット、Siの高純度フレーク、Mgマトリックスを強化すべく、必要に応じて用いられるAl、Zn、Zr、Y、Nd、Sc、Sm、Ag、La、Ce、Pr、Mn、ThおよびGeから選択される少なくとも一種の合金元素AEの高純度インゴットならびに必要に応じて用いられるMg<sub>2</sub>Siの微細化促進元素であるPを含む高純度P系物質を用いて調製される。

【0013】この場合、Si含有量は前記理由から1.3重量%≤Si≤2.0重量%に設定される。またAE含有量はAE≤5重量%に設定される。AE>5重量%ではMg-Si系合金の強度は高くなるが伸びが低下する。さらにP系物質としては、AlCuP化合物、赤リン、Mg<sub>3</sub>(PO<sub>4</sub>)<sub>2</sub>等が用いられ、原材料におけるP含有量は0.005重量%≤P≤0.20重量%に設定される。P<0.005重量%ではMg<sub>2</sub>Siの微細化促進効果が少くなり、一方、P>0.20重量%ではP添加による微細化促進効果が飽和するからである。

【0014】半凝固铸造法を適用した耐熱Mg-Si系合金の铸造は次の各工程を経て行われる。即ち、Mg、Siおよび必要に応じて合金元素AEを含む原材料を軟鋼製るつぼ内に投入し、次いで原材料にArガスを吹付けながらそれを溶解してMg合金組成の溶湯を調製し、その後溶湯に必要に応じてP系物質を添加して溶融状態の素材を得る工程と、素材を降温させてその素材がデンドライト状Mg<sub>2</sub>Siを含む固液共存域(半凝固領域)にあるとき、その素材にスタラ等による機械的攪拌処理を施してデンドライト状Mg<sub>2</sub>Siを微細化すると共にその微細Mg<sub>2</sub>Siを均一に分散させる工程と、素材を金型内に注入して凝固させる工程とを順次行うものである。Mg-Si系合金の耐熱強度向上の観点から、微細Mg<sub>2</sub>Siの平均粒径Dは1.0μm≤D≤1.00μm、その体積分率Vfは3%≤Vf≤50%であることが望ましい。

【0015】このようにして得られたMg-Si系合金は微細Mg<sub>2</sub>Siを均一に分散させた金属組織を備え、また铸造欠陥もないもので、優れた耐熱強度を有する。前記方法によって铸造されたMg-Si系合金には、必要に応じて熱間押出し加工が施される。

【0016】半溶融铸造法としては射出成形法が適用され、したがって原材料としては、前記半凝固铸造法の場合と同一組成でデンドライト状Mg<sub>2</sub>Siを有する粒径0.5~3mmのペレット状のものが用いられる。

【0017】射出成形法の実施に当っては、原材料をホッパ内に投入する、原材料をホッパからスクリュを備えたバレル内に供給する、原材料をバレル内でスクリュにより攪拌しながら加熱してデンドライト状Mg<sub>2</sub>Siを

4

含み且つ固液共存域(半溶融領域)にある素材を調製し、その素材にスクリュによる機械的攪拌処理を施してデンドライト状Mg<sub>2</sub>Siを微細化すると共にその微細Mg<sub>2</sub>Siを均一に分散させる、素材を金型内に射出して凝固させる、といった手段が採用される。射出条件の一例を挙げれば次の通りである。Arガス雰囲気、金型のゲート通過時における素材温度650℃、射出速度4m/sec、金型温度150℃。

【0018】以下、半凝固铸造法を適用した耐熱Mg-Si系合金の具体的铸造例について説明する。

【0019】純度4ナインのMgインゴットおよび純度5ナインのSiフレークを用いて、Mg含有量が9.6重量%、Si含有量が4重量%で総重量が500gの原材料を調製した。

【0020】原材料を内径120mm、深さ200mmの軟鋼製るつぼ内に投入し、次いでるつぼを電気炉内に設置し、その後原材料にArガスを吹付けながらそれを溶解して980℃のMg合金組成の素材を調製した。

【0021】素材を降温させてその温度を750℃に保持することによりデンドライト状Mg<sub>2</sub>Siを晶出させ、そのデンドライト状Mg<sub>2</sub>Siの体積分率VfがVf=40%となったとき、幅60mm、長さ80mmのスタラを用いてその回転速度200rpm、攪拌時間30分間の条件下で素材に機械的攪拌処理を施した。

【0022】素材温度750℃にて、その素材を、金型における内径40mm、深さ80mmのキャビティに注入して凝固させ、耐熱Mg-4重量%Si合金を得た。

【0023】図1は、前記方法によって得られた耐熱Mg-4重量%Si合金の金属組織を示す顕微鏡写真(100倍)であり、(a)は表層部に、また(b)は心部にそれぞれ該当する。図1において、黒色の小塊状物がMg<sub>2</sub>Siであり、本図より、Mg<sub>2</sub>Siの微細化と均一分散が図られていることが判る。

【0024】図2は、従来铸造法、即ち前記と同一組成の溶湯を、それに前記のような機械的攪拌処理を施すことなく、前記と同一の金型に注入することによって得られたMg-4重量%Si合金の金属組織を示す顕微鏡写真(100倍)であり、(a)は表層部に、また(b)は心部にそれぞれ該当する。図2(a)より、前記合金の表層部にはデンドライト状Mg<sub>2</sub>Siが晶出していることが明らかであり、また同図(b)より、前記合金の心部にはデンドライト状Mg<sub>2</sub>Siおよび比較的大きな塊状Mg<sub>2</sub>Siが晶出していることが明らかである。なお、Mg-Si系合金に熱間押出し加工を施す場合には、押出し温度を400℃に、押出し比を1.1程度にそれぞれ設定する。

【0025】表1は、前記半凝固铸造法の適用下で得られた各種Mg-Si系合金(1)~(11)および前記従来铸造法により得られた各種Mg-Si系合金(1)~(16)の組成、Mg<sub>2</sub>Siの平均粒径D、その

<sup>5</sup>  
体積分率V<sub>f</sub>、室温および200°Cにおける引張強さT<sub>S</sub>および伸びE<sub>L</sub>を示す。Mg-Si系合金(6)は図1のものに、またMg-Si系合金(13)は図2のものにそれぞれ該当する。表中、評価の欄において、

「○」印は耐熱Mg合金として適当であることを、また\*

\*「×」印は耐熱Mg合金として不適当であることをそれぞれ示す。この評価は以下の各表について同じである。

【0026】

【表1】

Mg-Si 系合 金	化 学 成 分 (重 量 %)		Mg <sub>2</sub> Si		室 温		200°C		評 価
	Si	Mg	D (μm)	V <sub>f</sub> (%)	T <sub>S</sub> (MPa)	E (%)	T <sub>S</sub> (MPa)	E (%)	
(1)	0.5	残部	30	1.0	95	23.1	81	34.1	×
(2)	1.0	残部	50	2.0	142	18.9	122	26.5	×
(3)	1.3	残部	100	3.0	198	17.6	140	25.5	○
(4)	1.5	残部	100	4.0	203	12.0	185	18.0	○
(5)	3.0	残部	100	8.5	240	8.9	215	12.5	○
(6)	4.0	残部	100	10.0	245	8.0	215	11.5	○
(7)	7.0	残部	100	20.0	255	5.1	220	8.2	○
(8)	10.0	残部	100	27.5	286	3.5	237	4.0	○
(9)	17.0	残部	100	45.5	292	3.2	251	3.2	○
(10)	20.0	残部	100	49.5	295	3.0	255	3.2	○
(11)	22.0	残部	300	55.5	305	0	264	1.2	×
(12)	1.5	残部		4.0	145	0	-	-	×
(13)	4.0	残部		10.0	147	0	-	-	×
(14)	7.0	残部		21.0	150	0	-	-	×
(15)	10.0	残部		26.5	150	0	-	-	×
(16)	17.0	残部		45.0	159	0	-	-	×

表1から明らかなように、Mg-Si系合金(3)～(10)はSi含有量が前記範囲に収められており、また機械的攪拌処理を組み入れた半凝固鋳造法の適用下で得られたことから微細Mg<sub>2</sub>Siの均一分散とその適当な分散量(V<sub>f</sub>)によって優れた耐熱強度を有する。

【0027】表2は、Mgマトリックス強化用合金元素

AEとしてAl、Zr、YまたはNdを用い、前記半凝固鋳造法の適用下で得られた各種Mg-Si系合金(17)～(28)の組成、Mg<sub>2</sub>Siの平均粒径D、その体積分率V<sub>f</sub>、室温および200°Cにおける引張強さT<sub>S</sub>および伸びE<sub>L</sub>を示す。なお、各合金(17)～(28)には鋳造後T6処理が施されている。

【0028】

Mg-Si 系合金	化 学 成 分 (重 量 %)				Mg <sub>2</sub> Si		室 温		200°C		評価
	S	A1	Zr	Y	Nd	Mg	D (μm)	Vf (%)	TS (MPa)	E <sub>L</sub> (%)	
(17)	3.0	0.5	-	-	-	残部	100	8.5	255	6.2	215 10.5 ○
(18)	3.0	4.0	-	-	-	残部	70	9.0	294	3.3	227 4.1 ○
(19)	3.0	7.0	-	-	-	残部	100	9.0	323	0	257 2.1 ×
(20)	3.0	-	0.5	-	-	残部	100	8.2	255	9.5	210 12.9 ○
(21)	3.0	-	4.0	-	-	残部	70	8.7	280	4.4	235 5.5 ○
(22)	3.0	-	7.0	-	-	残部	100	8.7	299	0.5	259 2.5 ×
(23)	3.0	-	-	0.5	-	残部	100	8.3	201	8.9	175 5.5 ○
(24)	3.0	-	-	4.0	-	残部	100	8.5	240	5.4	214 3.2 ○
(25)	3.0	-	-	7.0	-	残部	100	9.0	341	0	312 1.1 ×
(26)	3.0	-	-	-	0.5	残部	100	8.5	240	9.5	210 12.5 ○
(27)	3.0	-	-	-	4.0	残部	100	8.2	295	2.0	230 3.5 ○
(28)	3.0	-	-	-	7.0	残部	100	8.7	362	0	270 1.7 ×

【表2】

表3は、Mgマトリックス強化用合金元素AEとしてSc、SmまたはAgを用い、前記半凝固铸造法の適用下で得られた各種Mg-Si系合金(29)～(37)の組成、Mg<sub>2</sub>Siの平均粒径D、その体積分率Vf、室温および200°Cにおける引張強さTSおよび伸びEL

を示す。なお、各合金(29)～(37)には铸造後T6処理が施されている。

【0029】

【表3】

Mg-Si 系合金	化成量(%)				Mg <sub>2</sub> Si	Si	室温	200°C	評価		
	Si	Sc	Sm	Ag	Mg	D (μm)	V <sub>f</sub> (%)	T <sub>S</sub> (MPa)	E <sub>L</sub> (%)		
(29)	3.0	0.5	—	—	残部	100	8.2	252	8.0	210	10.5 ○
(30)	3.0	4.0	—	—	残部	100	8.3	291	4.2	230	6.0 ○
(31)	3.0	7.0	—	—	残部	100	8.2	304	0	270	1.0 ×
(32)	3.0	—	0.5	—	残部	100	8.5	232	6.3	190	10.0 ○
(33)	3.0	—	4.0	—	残部	100	9.0	270	3.2	200	5.0 ○
(34)	3.0	—	7.0	—	残部	100	8.7	330	0	275	2.0 ×
(35)	3.0	—	—	0.5	残部	100	8.2	241	5.2	205	7.5 ○
(36)	3.0	—	—	4.0	残部	80	8.3	279	2.7	235	3.0 ○
(37)	3.0	—	—	7.0	残部	100	8.7	340	0	280	0.5 ×

表4は、Mgマトリックス強化用合金元素AEとしてLa、CeまたはPrを用い、前記半凝固铸造法の適用下で得られた各種Mg-Si系合金(38)～(46)の組成、Mg<sub>2</sub>Siの平均粒径D、その体積分率V<sub>f</sub>、室温および200°Cにおける引張強さT<sub>S</sub>および伸びE<sub>L</sub>

を示す。なお、各合金(38)～(46)には铸造後T<sub>6</sub>処理が施されている。

【0030】

【表4】

11

12

Mg-Si 系合金	化 学 成 分 (重 量 %)					Mg <sub>2</sub> Si			室 溫			200°C			評 値
	S i	L a	C e	P r	M g	D	V f (μm)	T S (MPa)	E <sub>L</sub> (%)	T S (MPa)	E <sub>L</sub> (%)				
(38)	3.0	0.5	-	-	残部	100	8.5	250	5.1	190	7.0	O			
(39)	3.0	4.0	-	-	残部	100	8.0	289	3.1	220	4.0	O			
(40)	3.0	7.0	-	-	残部	100	8.2	290	0.5	230	1.5	x			
(41)	3.0	-	0.5	-	残部	100	8.0	221	9.9	190	12.0	O			
(42)	3.0	-	4.0	-	残部	100	8.5	255	4.4	225	5.5	O			
(43)	3.0	-	7.0	-	残部	100	8.2	278	1.2	250	1.8	x			
(44)	3.0	-	-	0.5	残部	100	8.3	220	3.5	170	6.5	O			
(45)	3.0	-	-	4.0	残部	100	8.7	291	2.9	230	5.0	O			
(46)	3.0	-	-	7.0	残部	100	9.0	342	0	280	2.0	x			

表5は、Mgマトリックス強化用合金元素A EとしてMn、ThまたはGeを用い、前記半凝固铸造法の適用下で得られた各種Mg-Si系合金(47)～(55)の組成、Mg<sub>2</sub>Siの平均粒径D、その体積分率Vf、室温および200°Cにおける引張強さTSおよび伸びEL

を示す。なお、各合金(47)～(55)には铸造後T6処理が施されている。

【0031】

【表5】

40

6

【表5】

Mg-Si 系合金	化 学 成 分 (重 量 %)					Mg <sub>2</sub> Si			室 温			200°C			評 價
	Si	Mn	Ti	Ge	Mg	D (μm)	Vf (%)	TS (MPa)	E <sub>L</sub> (%)	TS (MPa)	E <sub>L</sub> (%)				
(47)	3.0	0.5	-	-	残部	100	8.0	251	5.5	210	8.5	O			
(48)	3.0	4.0	-	-	残部	75	8.5	304	3.2	250	5.0	O			
(49)	3.0	7.0	-	-	残部	100	8.7	308	0	260	0.5	X			
(50)	3.0	-	0.5	-	残部	100	8.2	218	9.2	195	12.0	O			
(51)	3.0	-	4.0	-	残部	80	8.5	295	4.1	230	12.0	O			
(52)	3.0	-	7.0	-	残部	100	8.0	305	0.7	275	1.5	X			
(53)	3.0	-	-	0.5	残部	100	8.3	209	8.1	170	12.0	O			
(54)	3.0	-	-	4.0	残部	80	9.0	266	4.2	205	6.5	O			
(55)	3.0	-	-	7.0	残部	100	8.5	319	0	270	0.7	X			

表6は、Mgマトリックス強化用合金元素AEとしてAlおよびZnを用い、前記半凝固铸造法の適用下で得られた各種Mg-Si系合金(56)～(58)の組成、Mg<sub>2</sub>Siの平均粒径D、その体積分率Vf、室温および200°Cにおける引張強さTSおよび伸びE<sub>L</sub>を示す。なお、各合金(56)～(58)には铸造後T6処理が施されている。

【0032】

【表6】

15

Mg-Si 系合金	化成分 (重量%)				Mg <sub>2</sub> Si		室温			200°C		評価
	Si	Al	Zn	Mg	D (μm)	Vf (%)	TS (MPa)	E <sub>L</sub> (%)	TS (MPa)	E <sub>L</sub> (%)		
(56)	3.0	0.5	0.5	残部	75	8.5	261	7.5	228	10.5	○	
(57)	3.0	0.5	3.0	残部	75	9.0	295	5.5	248	5.1	○	
(58)	3.0	0.5	5.0	残部	100	8.7	304	1.2	260	3.8	×	

16

表7は、Mgマトリックス強化用合金元素AEとしてAl、ZnおよびYを用いるか、またはAl、ZnおよびYと共にMg<sub>2</sub>Siの微細化促進元素であるPを用い、前記半凝固铸造法の適用下で得られた各種Mg-Si系合金(59)～(69)の組成、Mg<sub>2</sub>Siの平均粒径D、その体積分率Vf、室温および200°Cにおける引張強さTSおよび伸びELを示す。なお、各合金(59)～(69)には铸造後T6処理が施されている。

【0033】

【表7】

10

20

30

Mg-Si 系合金	化 学 成 分 (重 量 %)						Mg : Si	室 温	200°C	強 値
	S	A	Zn	Y	P	Mg				
(59)	3.0	0.5	0.5	0.5	—	残部	100	8.0	292	5.5
(60)	3.0	0.5	0.5	1.0	—	残部	100	8.0	315	4.1
(61)	3.0	0.5	0.5	2.0	—	残部	100	8.0	324	3.5
(62)	3.0	0.5	0.5	4.0	—	残部	100	8.0	359	2.0
(63)	3.0	0.5	0.5	5.0	—	残部	100	8.0	381	0
(64)	3.0	0.5	0.5	0.5	0.01	残部	15	8.0	281	8.3
(65)	3.0	0.5	0.5	1.0	0.01	残部	15	8.0	320	5.9
(66)	3.0	0.5	0.5	2.5	0.01	残部	15	8.0	345	4.6
(67)	3.0	0.5	0.5	0.5	0.05	残部	10	8.0	290	9.5
(68)	3.0	0.5	0.5	0.5	0.10	残部	10	8.0	283	9.8
(69)	3.0	0.5	0.5	0.5	0.25	残部	10	8.0	283	10.0

表7、合金(67)～(69)より、P含有量をその上限値(0.20重量%)を超えるように設定してもMg<sub>2</sub>Siの平均粒径Dが変化しないことが判る。

【0034】耐熱Mg-Ge系合金の铸造に当っては、前記同様に半凝固铸造法または半溶融铸造法が適用され、その方法の実施過程に機械的攪拌処理が組込まれる。

【0035】半凝固铸造法において、その原材料は、Mgの高純度インゴット、Geの高純度フレーク、Mgマトリックスを強化すべく、必要に応じて用いられるAl、Zn、Zr、Y、Nd、Sc、Sm、Ag、La、

Ce、Pr、Mn、ThおよびSiから選択される少なくとも一種の合金元素AEの高純度インゴットならびに必要に応じて用いられるMg<sub>2</sub>Geの微細化促進元素であるPを含む高純度P系物質を用いて調製される。

【0036】この場合、Ge含有量は前記理由から3.4重量%≤Ge≤20重量%に設定される。またAE含有量はAE≤5重量%に設定される。AE>5重量%ではMg-Ge系合金の強度は高くなるが伸びが低下する。さらにP系物質としては、AlCuP化合物、赤リン、Mg<sub>3</sub>(PO<sub>4</sub>)<sub>2</sub>等が用いられ、原材料における

P含有量は0.005重量%≤P≤0.20重量%に設

19

定される。P < 0.005重量%ではMg<sub>2</sub>Geの微細化促進効果が少なくなり、一方、P > 0.20重量%ではP添加による微細化促進効果が飽和するからである。

【0037】半凝固铸造法を適用した耐熱Mg—Ge系合金の铸造は次の各工程を経て実施される。即ち、Mg、Geおよび必要に応じて合金元素AEを含む原材料を軟鋼製るつぼ内に投入し、次いで原材料にArガスを吹付けながらそれを溶解してMg合金組成の溶湯を調製し、その後溶湯に必要に応じてP系物質を添加して溶融状態の素材を得る工程と、素材を降温させてその素材がデンドライト状Mg<sub>2</sub>Geを含む固液共存域（半凝固領域）にあるとき、その素材にスタラ等による機械的攪拌処理を施してデンドライト状Mg<sub>2</sub>Geを微細化すると共にその微細Mg<sub>2</sub>Geを均一に分散させる工程と、素材を金型内に注入して凝固させる工程とを順次行うものである。Mg—Ge系合金の耐熱強度向上の観点から、微細Mg<sub>2</sub>Geの平均粒径Dは5μm≤D≤100μm、その体積分率V<sub>f</sub>は6%≤V<sub>f</sub>≤50%であることが望ましい。

【0038】このようにして得られたMg—Ge系合金は微細Mg<sub>2</sub>Geを均一に分散させた金属組織を備え、また铸造欠陥もないもので、優れた耐熱強度を有する。前記方法によって铸造されたMg—Ge系合金には、必要に応じて熱間押出し加工が施される。

【0039】半溶融铸造法としては射出成形法が適用され、したがって原材料としては、前記半凝固铸造法の場合と同一組成でデンドライト状Mg<sub>2</sub>Geを有する粒径0.5~3mmのペレット状のものが用いられる。

【0040】射出成形法の実施に当っては、原材料をホッパ内に投入する、原材料をホッパからスクリュを備えたバーレル内に供給する、原材料をバーレル内でスクリュにより攪拌しながら加熱してデンドライト状Mg<sub>2</sub>Geを含み、且つ固液共存域（半溶融領域）にある素材を調製し、その素材にスクリュによる機械的攪拌処理を施してデンドライト状Mg<sub>2</sub>Geを微細化すると共にその微細Mg<sub>2</sub>Geを均一に分散させる、素材を金型内に射出し

20

て凝固させる、といった手段が採用される。射出条件の一例を挙げれば次の通りである。Arガス雰囲気、金型のゲート通過時における素材温度650℃、射出速度4m/sec、金型温度150℃。

【0041】以下、半凝固铸造法を適用した耐熱Mg—Ge系合金の具体的铸造例について説明する。

【0042】純度4ナインのMgインゴットおよび純度5ナインのGeフレークを用いて、Mg含有量が9.5重量%、Ge含有量が5重量%で総重量が500gの原材料を調製した。

【0043】原材料を内径120mm、深さ200mmの軟鋼製るつぼ内に投入し、次いでるつぼを電気炉内に設置し、その後原材料にArガスを吹付けながらそれを溶解して800℃のMg合金組成の素材を調製した。

【0044】素材を降温させてその温度を660℃に保持することによりデンドライト状Mg<sub>2</sub>Geを晶出させ、そのデンドライト状Mg<sub>2</sub>Geの体積分率V<sub>f</sub>がV<sub>f</sub>=30%となったとき、幅60mm、長さ80mmのスタラを用いてその回転速度300rpm、攪拌時間40分間の条件下で素材に機械的攪拌処理を施した。

【0045】素材温度660℃にて、その素材を、金型における内径40mm、深さ800mmのキャビティに注入して凝固させ、耐熱Mg—5重量%Ge合金を得た。なお、Mg—Ge系合金に熱間押出し加工を施す場合には、押出し温度を400℃に、押出し比を11程度にそれぞれ設定する。

【0046】表8は、前記半凝固铸造法の適用下で得られた各種Mg—Ge系合金(1)~(11)および前記従来铸造法により得られた各Mg—Ge系合金(12)~(14)の組成、Mg<sub>2</sub>Geの平均粒径D、その体積分率V<sub>f</sub>、室温および200℃における引張強さT<sub>S</sub>および伸びE<sub>L</sub>を示す。Mg—Ge系合金(5)は前記具体例で述べたものに該当する。

【0047】

【表8】

21

22

Mg-Ge 系合金	化 学 成 分 (重量%)		Mg <sub>2</sub> Ge		室温		200°C		評価
	Mg	Ge	D (μm)	V <sub>f</sub> (%)	T <sub>S</sub> (MPa)	E <sub>L</sub> (%)	T <sub>S</sub> (MPa)	E <sub>L</sub> (%)	
(1)	2.0	残部	50	3.0	90	25.0	75	35.0	X
(2)	3.0	残部	50	5.0	110	18.0	95	25.0	X
(3)	3.4	残部	100	6.0	150	14.0	115	19.0	O
(4)	4.0	残部	100	6.5	153	12.5	122	17.0	O
(5)	5.0	残部	100	8.5	170	11.0	140	17.0	O
(6)	11.0	残部	100	18.0	185	10.0	160	16.0	O
(7)	15.0	残部	100	25.0	230	5.7	200	8.5	O
(8)	19.0	残部	100	31.5	250	3.5	220	4.5	O
(9)	20.0	残部	100	34.0	255	3.1	225	4.2	O
(10)	22.0	残部	250	36.0	280	1.2	240	3.0	X
(11)	25.0	残部	300	41.5	270	0	210	0	X
(12)	5.0	残部		9.0	120	2.0	-	-	X
(13)	11.0	残部 デンライト状		18.5	110	1.0	-	-	X
(14)	19.0	残部		32.0	105	0.5	-	-	X

表8から明らかなように、Mg-Ge系合金(3)～(9)は、Ge含有量が前記範囲に収められており、また機械的攪拌処理を組込まれた半凝固铸造法の適用下で得られたことから、微細Mg<sub>2</sub>Geの均一分散とその適当な分散量(V<sub>f</sub>)によって優れた耐熱強度を有する。従来铸造法によるMg-Ge系合金(12)～(14)において、そのデンライト状Mg<sub>2</sub>Geの平均粒径Dは500～1000μmであった。

【0048】表9は、Mgマトリックス強化用合金元素

40 AEとしてAl、Zn、ZrまたはYを用い、前記半凝固铸造法の適用下で得られた各種Mg-Ge系合金(15)～(26)の組成、Mg<sub>2</sub>Geの平均粒径D、その体積分率V<sub>f</sub>、室温および200°Cにおける引張強さT<sub>S</sub>および伸びE<sub>L</sub>を示す。なお、各合金(15)～(26)には铸造後T<sub>6</sub>処理が施されている。

【0049】

【表9】

Mg-Ge 系合金	化 学 成 分 (重 量 %)					Mg <sub>2</sub> Ge		室 温		200°C		評価
	G e	A l	Z n	Z r	Y	M g	D (μm)	V f (%)	T S (MPa)	E L (%)	T S (MPa)	
(15)	5.0	0.5	-	-	-	残部	100	8.0	200	9.0	170	13.0 ○
(16)	5.0	4.0	-	-	-	残部	50	8.0	240	7.0	200	9.0 ○
(17)	5.0	7.0	-	-	-	残部	100	8.5	290	1.0	260	1.5 ×
(18)	5.0	-	0.5	-	-	残部	100	8.5	190	8.0	160	12.0 ○
(19)	5.0	-	4.0	-	-	残部	70	9.0	210	7.0	190	9.5 ○
(20)	5.0	-	7.0	-	-	残部	100	8.5	230	1.0	190	1.5 ×
(21)	5.0	-	-	0.5	-	残部	100	8.2	195	9.0	160	11.5 ○
(22)	5.0	-	-	4.0	-	残部	70	8.3	220	6.5	190	8.5 ○
(23)	5.0	-	-	7.0	-	残部	100	8.0	230	1.8	200	2.5 ×
(24)	5.0	-	-	-	0.5	残部	100	8.5	190	9.0	165	11.0 ○
(25)	5.0	-	-	-	4.0	残部	100	8.5	220	6.0	200	8.0 ○
(26)	5.0	-	-	-	7.0	残部	100	9.0	230	1.2	190	2.5 ×

表10は、Mgマトリックス強化用合金元素A Eとして  
N d、S c、S mまたはA gを用い、前記半凝固铸造法  
の適用下で得られた各種Mg-G e系合金(27)～  
(38)の組成、Mg<sub>2</sub>Geの平均粒径D、その体積分  
率V f、室温および200°Cにおける引張強さT Sおよ

び伸びE Lを示す。なお、各合金(27)～(38)には铸造後T 6処理が施されている。

【0050】

【表10】

Mg - Ge 系合金	化 学 成 分 (重 量 %)					Mg <sub>2</sub> Ge			室 温			200°C			評価
	Ge	Nd	Sc	Sm	Ag	Mg	D (μm)	V <sub>f</sub> (%)	T <sub>S</sub> (MPa)	E <sub>L</sub> (%)	T <sub>S</sub> (MPa)	E <sub>L</sub> (%)			
(27)	5.0	0.5	-	-	-	残部	100	8.5	175	9.5	150	12.0	O		
(28)	5.0	4.0	-	-	-	残部	100	9.0	200	8.0	160	10.0	O		
(29)	5.0	7.0	-	-	-	残部	100	9.0	250	1.5	200	3.0	X		
(30)	5.0	-	0.5	-	-	残部	100	8.0	165	10.0	150	13.0	O		
(31)	5.0	-	4.0	-	-	残部	100	8.3	200	7.0	175	10.0	O		
(32)	5.0	-	7.0	-	-	残部	100	8.5	220	1.0	210	2.5	X		
(33)	5.0	-	-	0.5	-	残部	100	8.2	170	9.5	155	10.0	O		
(34)	5.0	-	-	4.0	-	残部	100	8.5	210	7.0	180	10.0	O		
(35)	5.0	-	-	7.0	-	残部	100	8.5	210	1.5	190	2.0	X		
(36)	5.0	-	-	-	0.5	残部	100	8.5	190	9.0	175	13.0	O		
(37)	5.0	-	-	-	4.0	残部	100	8.7	230	7.5	200	9.0	O		
(38)	5.0	-	-	-	-	7.0	残部	100	8.7	240	1.0	210	1.5	X	

表11は、Mgマトリックス強化用合金元素AEとしてLa、CeまたはPrを用い、前記半凝固铸造法の適用下で得られた各種Mg - Ge系合金(39)～(47)の組成、Mg<sub>2</sub>Geの平均粒径D、その体積分率V<sub>f</sub>、室温および200°Cにおける引張強さT<sub>S</sub>および伸びE<sub>L</sub>

を示す。なお、各合金(39)～(47)には铸造後T<sub>6</sub>処理が施されている。

【0051】

【表11】

Mg-Ge 系合金	化 学 成 分 (重 量 %)				Mg <sub>2</sub> Ge <sup>b</sup>	室温			200°C		評価
	Ge	La	Ce	Pr	Mg	D (μm)	V <sub>f</sub> (%)	T <sub>S</sub> (MPa)	E <sub>L</sub> (%)		
(39)	5.0	0.5	-	-	残部	100	8.0	195	8.0	165	11.0 ○
(40)	5.0	4.0	-	-	残部	100	8.2	210	6.5	190	8.5 ○
(41)	5.0	7.0	-	-	残部	100	8.5	230	1.5	200	2.0 ×
(42)	5.0	-	0.5	-	残部	100	8.2	165	10.0	150	11.0 ○
(43)	5.0	-	4.0	-	残部	100	8.7	200	7.0	165	10.0 ○
(44)	5.0	-	7.0	-	残部	100	8.5	210	1.0	190	3.0 ×
(45)	5.0	-	-	0.5	残部	100	8.2	170	9.0	150	10.0 ○
(46)	5.0	-	-	4.0	残部	100	8.0	190	6.5	170	9.0 ○
(47)	5.0	-	-	7.0	残部	100	8.5	210	1.0	175	1.5 ×

表12は、Mgマトリックス強化用合金元素A-EとしてMn、ThまたはSiを用い、前記半凝固铸造法の適用下で得られた各種Mg-Ge系合金(48)～(56)の組成、Mg<sub>2</sub>Geの平均粒径D、その体積分率V<sub>f</sub>、室温および200°Cにおける引張強さT<sub>S</sub>および伸びE

示す。なお、各合金(48)～(56)には铸造後40 T6処理が施されている。

#### 【0052】

【表12】

Mg - Ge 系合金	化 学 成 分 (重 量 %)				Mg <sub>2</sub> Ge	室 温		200°C		評価
	Ge	Mn	Th	Si	Mg	D (μm)	Vf (%)	TS (MPa)	EL (%)	
(48)	5.0	0.5	-	-	残部	100	9.0	175	9.0	160 11.0 ○
(49)	5.0	4.0	-	-	残部	70	8.2	200	7.0	180 9.5 ○
(50)	5.0	7.0	-	-	残部	100	8.7	230	1.8	205 2.0 ×
(51)	5.0	-	0.5	-	残部	100	8.0	180	8.0	155 10.5 ○
(52)	5.0	-	4.0	-	残部	70	8.3	195	6.5	170 8.0 ○
(53)	5.0	-	7.0	-	残部	100	8.3	220	1.0	190 1.8 ×
(54)	5.0	-	-	0.5	残部	100	9.0	170	10.0	155 13.0 ○
(55)	5.0	-	-	4.0	残部	100	15.0	240	6.5	200 9.0 ○
(56)	5.0	-	-	7.0	残部	100	20.0	260	1.0	210 3.0 ×

表13は、Mgマトリックス強化用合金元素AEとしてAIおよびZnを用い、前記半凝固铸造法の適用下で得られた各種Mg - Ge系合金(57)～(63)の組成、Mg<sub>2</sub>Geの平均粒径D、その体積分率Vf、室温および200°Cにおける引張強さTSおよび伸びELを

示す。なお、各合金(57)～(63)には铸造後T6処理が施されている。

【0053】

【表13】

Mg-Ge 系合金	化 学 成 分 (重 量 %)			Mg <sub>2</sub> Ge		室 温		200°C		評価	
	Ce	Al	Zn	Mg	D (μm)	V <sub>f</sub> (%)	T S (MPa)	E <sub>L</sub> (%)	T S (MPa)	E <sub>L</sub> (%)	
(57)	5.0	0.5	0.5	残部	50	9.0	190	11.0	170	13.0	O
(58)	5.0	0.5	3.5	残部	100	8.7	250	7.0	210	10.5	O
(59)	5.0	0.5	4.5	残部	100	9.0	260	3.3	220	4.5	O
(60)	5.0	0.5	5.5	残部	100	9.0	270	1.0	240	2.5	X
(61)	5.0	3.5	0.5	残部	70	9.0	255	8.0	220	11.0	O
(62)	5.0	3.5	3.5	残部	100	10.0	275	1.2	235	2.0	X
(63)	5.0	5.5	0.5	残部	100	10.0	270	1.0	240	1.8	X

表14は、Mg<sub>2</sub> Geの微細化促進元素であるPを用い、前記半凝固铸造法の適用下で得られた各種Mg-G<sub>40</sub>e系合金(64)～(66)の組成、Mg<sub>2</sub> Geの平均粒径D、その体積分率V<sub>f</sub>、室温および200°Cにおける引張強さT Sおよび伸びE<sub>L</sub>を示す。

【0054】

【表14】

33

Mg-Ge 系合金	化 学 成 分 (重 量 %)			M g <sub>2</sub> Ge			室 温			200°C		評価
	Ge	P	Mg	D (μm)	Vf (%)	TS (MPa)	EL (%)	TS (MPa)	EL (%)	○	○	
(64)	4.0	0.005	残部	15	7.0	165	12.0	130	17.0	○	○	
(65)	5.0	0.05	残部	10	8.0	180	11.0	155	17.0	○	○	
(66)	11.0	0.20	残部	10	18.0	200	9.5	180	16.0	○	○	

34

## 【0055】

【発明の効果】請求項1または請求項4記載の発明によれば、デンドライト状Mg<sub>2</sub>Siまたはデンドライト状Mg<sub>2</sub>Geの存在量の多少に拘らず、それを確實に微細化すると共に均一に分散させることができ、これにより要求耐熱強度を備えた耐熱Mg合金を容易に得ることができる。

【0056】また請求項2または請求項5記載の発明によれば、Mgマトリックスを強化して耐熱強度を一層向上させた耐熱Mg合金を得ることができる。  
10

【0057】さらに請求項3または請求項6記載の発明によれば、Mg<sub>2</sub>SiまたはMg<sub>2</sub>Geをさらに微細化して耐熱強度をなお一層向上させた耐熱Mg合金を得ることができる。

## 【図面の簡単な説明】

【図1】本発明方法によって得られたMg-4重量%Si合金の金属組織を示す顕微鏡写真であり、(a)は表層部に、(b)は心部にそれぞれ該当する。

【図2】従来法によって得られたMg-4重量%Si合金の金属組織を示す顕微鏡写真であり、(a)は表層部に、(b)は心部にそれぞれ該当する。  
20

30

【図1】

西園代用写真

(a)



写 真

(b)



写 真

【図2】

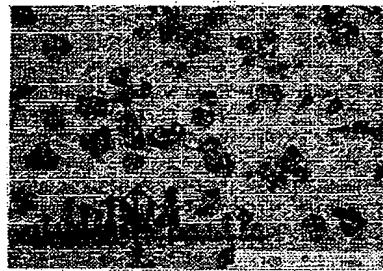
鶴賀代用写真

(a)



写 真

(b)



写 真